

Ni/G 含量对 TiN-Ni/G 复合涂层抗泥浆冲蚀性能的影响

刘佳宁, 田 芸, 王雨馨, 姜 洁, 王 晶, 董艳春, 杨 勇, 何继宁

(河北工业大学 材料科学与工程学院, 天津市层状复合及界面控制技术重点实验室,

电气设备可靠性与智能化国家重点实验室, 河北省新型功能材料重点实验室, 天津 300132)

摘 要: 等离子喷涂涂层中不可避免存在残余应力和微裂纹, 为了减少 TiN 涂层的残余应力, 在等离子喷涂 TiN 涂层中添加了 Ni/G, 在 45#钢表面制备了 TiN-Ni/G 复合涂层。研究了 Ni/G 含量对涂层的微观组织、显微硬度以及抗冲蚀性能的影响, 并分析了涂层在不同 pH 值泥浆中的冲蚀机理。结果表明: TiN-Ni/G 复合涂层的平均显微硬度值在 9800 MPa (1000 HV_{0.2}) 左右, 在质量分数 5% NaCl 泥浆冲蚀过程中涂层受到 SiO₂ 颗粒的冲击以及溶液的腐蚀; pH=10 的 NaOH 泥浆对涂层冲蚀表现为 SiO₂ 冲击作用。涂层在含 NaOH 泥浆中的质量损失较中性溶液有明显减少, 在 2 种冲蚀液中 Ni/G 质量分数为 11% 时涂层都表现出良好的抗冲蚀性能。

关键词: TiN-Ni/G 复合涂层; 泥浆冲蚀; 显微硬度; 等离子喷涂

中图分类号: TG174.42⁺.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)05-1826-09

工程零件的失效形式是磨损和腐蚀的协同破坏, 如水轮机的转轮叶片、用于运输浆料的管道阀门和石油钻井中的泥浆泵等^[1-3], 这些零件通常暴露在高速流动的浆料中, 而浆料中存在大量的硬质颗粒如 SiO₂、Al₂O₃ 等, 在高速的流动过程中, 颗粒从不同的角度对工件表面进行冲击从而产生磨损, 浆料中还有酸碱溶液等腐蚀介质, 使零件受到腐蚀^[4], 另外伴随高速流动的液体产生的气泡在破溃时产生的微射流对零件表面产生的冲击也是加速磨损的因素^[5]。目前常用的改善零件磨蚀损耗的方法有优化工件的结构、选用耐磨基体材料以及工件表面涂覆涂料等, 但是这些方法仍存在耐磨性能差和需经常修补等问题^[6-9]。陶瓷涂层在泥浆中受到的冲蚀破坏是机械力冲击和化学腐蚀协同作用的结果, 泥浆中的固体颗粒撞击到涂层表面, 在冲击载荷下涂层萌生的裂纹以及涂层本身的裂纹不断扩展, 为化学腐蚀的进行打开了通道, 而化学腐蚀产生的疏松腐蚀产物使得涂层的致密性下降, 使涂层在后续过程中受到更多破坏, 在机械冲击和化学腐蚀的协同作用下涂层在泥浆中受到严重破坏^[10]。

目前在冲蚀环境中已经采用的涂层有 WC-Ni^[11]、WC-Co^[6]和 WC-Cr₃C₂-Ni^[12]等 WC 基的硬质合金材料

涂层、金属氮化物涂层^[13]和高熵合金涂层^[14]。前期研究用反应等离子喷涂的方法制备出了纳米晶 TiN 涂层^[15-17], 涂层具有高硬度、高耐磨性以及良好的化学稳定性的优点, 但在较为严峻的冲蚀条件下服役时, 涂层的脆性使其容易发生剥落。镍包石墨 (Ni/G) 具有良好的耐蚀性、润滑性、韧性和热膨胀系数小等优点^[18-19], 作为可磨耗封严涂层时可以与基体紧密结合, 填充基体的微裂纹、凹坑等缺陷^[20-21]。近年来不少学者研究了 Ni/G 作为可磨耗封严涂层的腐蚀及磨蚀性能, 如 N. Liua 等^[22]研究了 Ni/石墨、Ni-MoS₂ 和锡青铜 (Cu-Sn) 3 种固体自润滑涂层在负载 52 MPa 时的摩擦学行为和磨蚀机理, 发现 Ni/G 镀层和 Cu-Sn 镀层的摩擦系数和磨蚀率最低。在 TiN 涂层中加入 Ni/G 既考虑到 TiN 涂层高硬度以及化学稳定性好的优点, 又可以借助 Ni/G 在其中的弥散分布缓解涂层内的残余应力, 避免应力集中, 从而改善复合涂层的耐冲击性。

为了改善 TiN 反应等离子喷涂涂层的耐冲击磨蚀性能, 本实验把 Ni/G 粉添加到 TiN 涂层中, 研究 Ni/G 质量分数为 5%、8%、11% 和 15% 时对复合涂层在碱性 (pH=10) 和中性 (pH=7) 泥浆中耐冲击磨蚀性能的影响。

收稿日期: 2022-11-07

基金项目: 国家自然科学基金 (51372065); 河北省自然科学基金 (E2015202190, E2021202130)

作者简介: 刘佳宁, 女, 2000 年生, 硕士生, 河北工业大学材料科学与工程学院, 天津 300132, E-mail: 202121801061@stu.hebut.edu.cn

1 实验

采用 Ti 粉末 (纯度 99%, 粒度 48~75 μm) 和 Ni/G 粉末 (松装比 0.98 g/cm^3 , 粒度 45~106 μm) 作为原料粉制备 TiN-Ni/G 复合涂层, Ni/G 粉质量分数以 5%、8%、11% 和 15% 的比例加入 Ti 粉中, 在球磨机中以转速 40 r/min 混合 1 h, 基材材料为 45# 钢。在喷涂复合涂层前先对试样进行除油和喷砂, 为了增强基体与复合涂层间的结合强度先喷涂一层 Ni/Al 粘结底层, 再以 30 kW 的喷涂功率将不同质量分数的 TiN-Ni/G 混合粉末喷涂到预处理后的试样表面。将 Ni/G 质量分数为 5%、8%、11% 和 15% 的复合涂层试样分别命名为 TN5、TN8、TN11 和 TN15。

采用 S-4800/TMP 型冷场发射扫描电子显微镜观察复合涂层的微观形貌; 采用 EDAX-AMETEK 型能谱仪分析涂层中元素种类; 采用 D8 FOCUS 型 X 射线衍射仪分析涂层的相结构, 测试参数为: 2θ 角度的测量范围为 $10^\circ\sim 90^\circ$, 扫描速度为 12 $\%/\text{min}$; 采用 ESCALAB 250Xi 的 X 射线光电子能谱仪检测材料表面元素和化学态分布; 采用 HMV-2T 显微硬度计测试复合涂层的显微硬度, 加载载荷为 1.961 N, 加载时间为 15 s, 每个试样选 20 个点, 取均值。

采用太原宝明科技有限公司的自旋式多相流冲蚀磨损试验机 (图 1) 评估涂层在不同 pH 值泥浆中的耐冲蚀性能。试样尺寸为 $\Phi 10\text{ mm}\times 100\text{ mm}$, 用 5% NaCl 溶液和 pH=10 的 NaOH 溶液作为磨蚀液, 向溶液中加入硅砂, 硅砂与去离子水的质量比为 1:4 模拟泥浆。每个 Ni/G 含量取 3 个试样, 间隔 2 h 称量试样的质量, 计算涂层的冲蚀量。

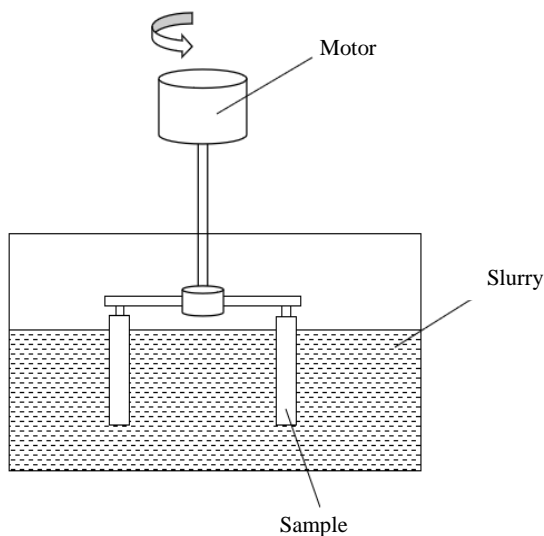


图 1 冲蚀设备结构示意图

Fig.1 Schematic of abrasive equipment

2 结果与分析

2.1 成分与结构

图 2 为 TiN-Ni/G 复合涂层表面 SEM 形貌, 复合涂层表面存在微孔, 石墨相为涂层中的深色区域, 随着 Ni/G 含量的增加, 深色相含量增多, 且在涂层中呈均匀分布。图 2e 为 A 区域放大图, 通过对涂层表面进行 EDS 分析, 发现 B 区域的主要成分为石墨并含有少量的 Ni 和 Ti, 在石墨边缘处的 C 处的主要元素为 Ni 和 Ti, D 点的 EDS 结果显示该点为 TiN 相。在喷涂过程中 Ni 熔化后包裹着石墨沉积到基体表面, 保持了石墨良好的层片状结构, 在涂层中 Ni/G 作为一个软相起到了吸收应力、减少 TiN 相应力集中和阻止裂纹扩展的作用, 从而钝化涂层。层片状石墨的存在为涂层提供良好的润滑作用。

图 3 为 TiN-Ni/G 复合涂层 XRD 图谱, TiN、Ni、C 和 Ti_3O 是复合涂层的主要物相组成。随着 Ni/G 含量的增加, C 相的峰变高, 由于 Ti 粉在喷涂过程中被氧化从而形成了 Ti_3O 。

图 4 为 TN11 复合涂层的 XPS 谱图, 可以确定涂层表面主要存在的元素为 Ti、Ni、N 和 C, 为了进一步研究涂层的成分, 对复合涂层的 Ti 2p、C 1s、N 1s 和 Ni 2p 光电子能谱进行了 XPS 分析, 如图 4b~4e 所示。

图 4b 为 Ti 2p 的 XPS 谱图, Ti 2p 光谱可拟合为 6 个峰, 分别对应 Ti-N 键 (455.12、457.28 和 460.97 eV)^[23-25]、Ti-O/Ti-Ni 键 (459.06 eV)、Ti-O 键 (464.62 eV)^[23] 以及 Ti-(C,N) 键 (462.75 eV)^[26]。Ti-O 键的存在表明复合涂层中有 Ti 的氧化物即 Ti_3O , Ti-(C,N) 键的出现说明 Ti 与 C 和 N 形成的化合物 TiCN 存在于复合涂层中, 形成 TiCN 的原因是喷涂过程中 C 原子进入到了 TiN 晶格中。

图 4c 为 C 1s 的 XPS 谱图, 主要存在 Ti-C 键、C-C 键以及 C-N 键^[27], C-C 键 (284.72 eV) 峰的面积最大且与石墨相对应^[28], 说明石墨相是 C 在涂层中存在的最主要形式; 图 4d 为 N 1s 的 XPS 谱图, N 元素的结合键是 Ti-N (397.22 eV) 和 N-(Ti,C) (396.31 eV); 图 4e 为 Ni 2p 的光电子能谱, Ni 元素的结合键主要是对应 Ni 单质的 Ni-Ni 键, 对应 Ni-Ti 化合物的 Ni-Ti 键以及对应 Ni 氧化物的 Ni-O 键, 其中 Ni-Ni 键所占面积最大, 说明 Ni 元素主要以单质形式存在于涂层中, 而 Ni-Ti 化合物和 Ni 氧化物含量较少, 涂层中的主相为 TiN、Ni、C 和 Ti_3O , 同时存在少量 TiCN。

2.2 涂层的硬度

表 1 为 TiN-Ni/G 复合涂层显微硬度统计结果, 复合涂层的硬度是涂层不同区域 20 个点的硬度平均值, 约为

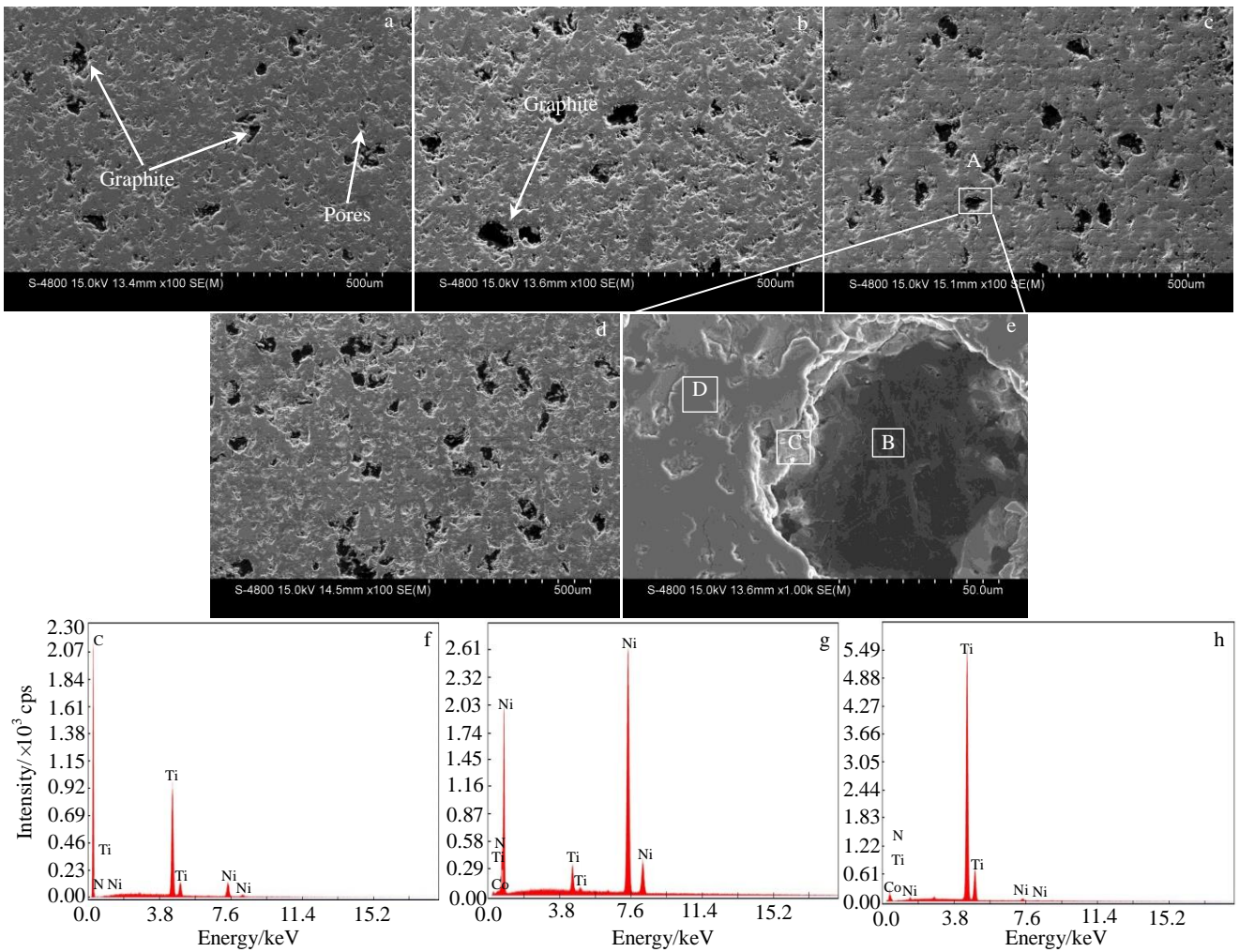


图 2 TiN-Ni/G 复合涂层表面形貌及部分区域能谱

Fig.2 Surface morphologies of the TiN-Ni/G composite coatings: (a) TN5, (b) TN8, (c, e) TN11, and (d) TN15; EDS spectra of area B (f), area C (g) and area D (h)

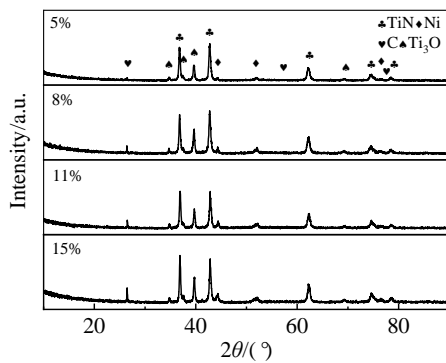


图 3 TiN-Ni/G 复合涂层 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of TiN-Ni/G composite coatings

9800 MPa (1000 HV_{0.2}), 比不含 Ni/G 的 TiN 涂层的显微硬度 12 740 MPa (1300 HV_{0.2}) 明显降低, 且随着 Ni/G 加入量的增多涂层的硬度逐渐下降。

图 5 为复合涂层显微硬度的 Weibull 分布, 经过拟合之后涂层显微硬度的回归系数 (R 值) 在 0.95 以上, 说明涂层的组织均匀性较好, 但随着 Ni/G 含量的增加, 复合涂层显微硬度的分散性先降低后升高, Ni/G 含量为 11% 时涂层的均匀性最好, 其主要原因是 Ni/G 的添加量少时, 涂层局部组织分布不均匀, 分散性较大, Ni/G 含量过高时, 会在涂层中产生偏聚, 反而使得涂层组织的均匀性降低。

2.3 复合涂层的抗冲蚀性能

2.3.1 复合涂层在 5%NaCl 泥浆中的冲蚀行为

图 6 为 TiN-Ni/G 复合涂层在 5%NaCl 泥浆中冲蚀质量变化, 涂层在泥浆中磨蚀的时间为 120 h。随磨蚀时间的增加, 涂层的质量逐渐下降, 磨蚀后期涂层的质量略有起伏, 复合涂层每小时质量损失范围为 0.0001~0.003 g, TN8 复合涂层质量损失最多, TN11 复合涂层质量损失最少。

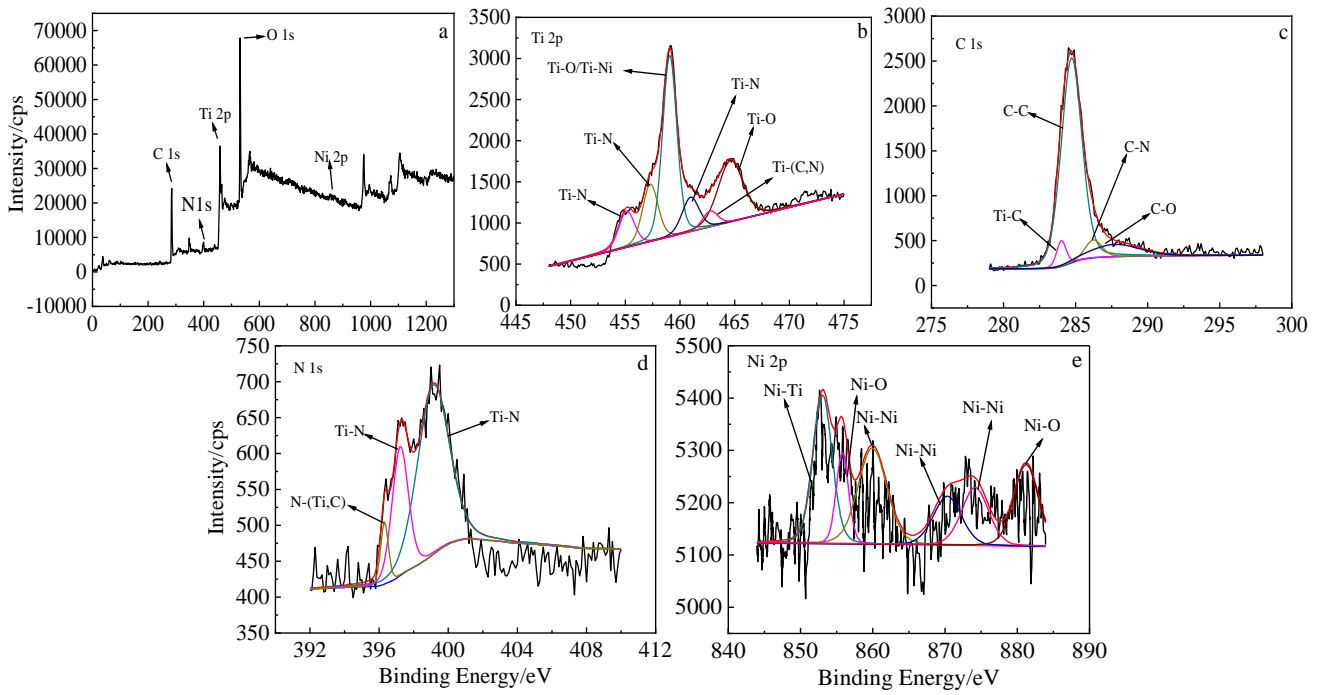


图 4 TiN-11%Ni/G 复合涂层的表面 XPS 全谱图及窄扫描 XPS 谱图

Fig.4 XPS spectra of TiN-11%Ni/G composite coatings: (a) surface XPS spectrum; narrow scanning XPS spectra: (b) Ti 2p, (c) C 1s, (d) N 1s, and (e) Ni 2p

表 1 TiN-Ni/G 复合涂层显微硬度统计结果

Table 1 Statistics of microhardness HV_{0.2} of TiN-Ni/G composite coating

Ni/G content, ω/%	5	8	11	15
HV _{0.2} /×9.8 MPa	804-1141	801-1096	776-1069	749-1039
R	0.9586	0.9511	0.9520	0.9738

图 7 为不同 Ni/G 含量的 TiN-Ni/G 复合涂层在 NaCl 泥浆中冲蚀后的宏观形貌。试样表面不同部位均受到较为严重的破坏, 存在明显的磨蚀痕迹, 磨蚀裂纹平行于试样棒方向, 随 Ni/G 含量的增加涂层表面的纵向裂纹减少, 原因是在涂层受到外部的冲击时 Ni/G 能够吸收一部分应力, 防止裂纹扩展, Ni/G 含量增加到 15% 时涂层出现严

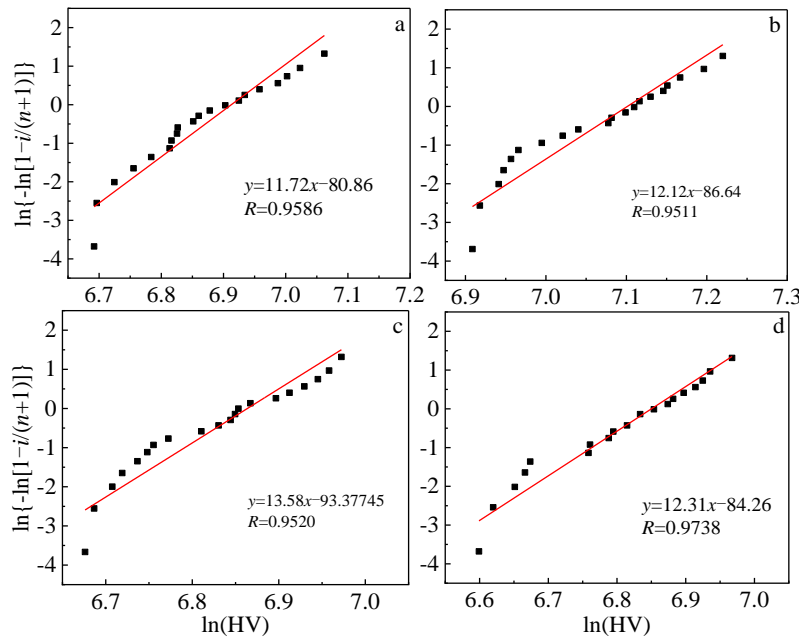


图 5 TiN-Ni/G 复合涂层显微硬度的 Weibull 分布

Fig.5 Microhardness Weibull distribution curves of TiN-Ni/G composite coatings: (a) TN5, (b) TN8, (c) TN11, and (d) TN15

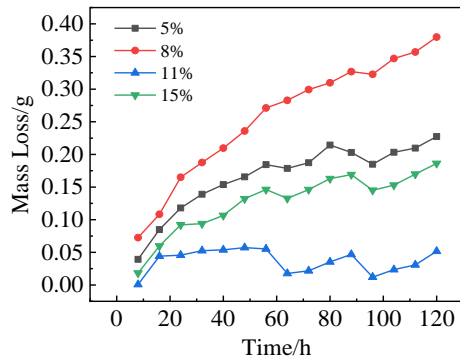


图 6 TiN-Ni/G 复合涂层在 NaCl 泥浆中的冲蚀失重变化曲线
 Fig.6 Abrasion mass change of TiN-Ni/G composite coatings in NaCl neutral slurry

重的点蚀，由于 Ni/G 在涂层中出现偏聚，组织均匀性降低，偏聚处耐冲击性能差，腐蚀液在 Ni/G 偏聚处形成点蚀。

图 8 为 TiN-Ni/G 复合涂层在 NaCl 中冲蚀 120 h 后的微观形貌，TN5 复合涂层表面存在明显的显微裂纹以及网状的腐蚀产物，随 Ni/G 含量的增加，微裂纹以及腐蚀产物逐渐减少，TN11 复合涂层中存在的大裂纹是涂层受到 SiO₂ 冲击产生的应力集中所导致的，对 A 区域的微裂纹处进行能谱分析，发现化学腐蚀中有 O 和 Fe 元素，分析其原因是复合涂层中存在垂直于基体的显微裂纹，当腐蚀液通过显微裂纹到达打底层与基体的界面时，发生下列反应^[29]：

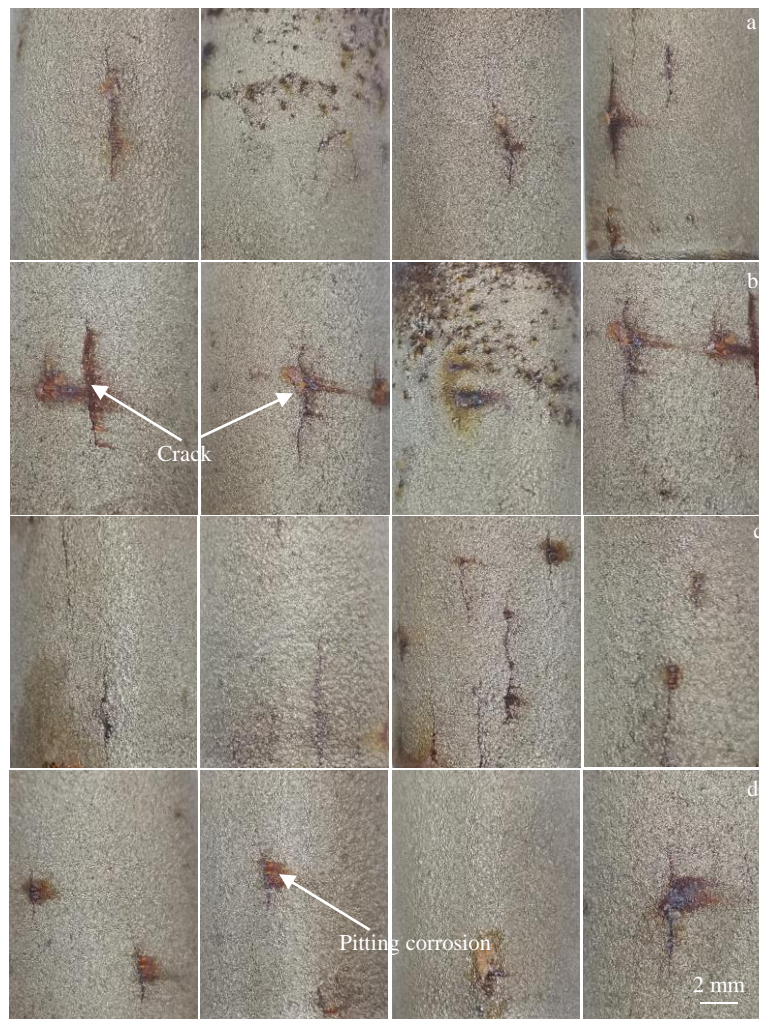
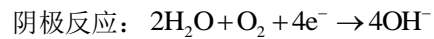


图 7 TiN-Ni/G 复合涂层试样表面不同部位在 NaCl 溶液中磨蚀 120 h 后的宏观形貌

Fig.7 Macroscopic morphologies on different positions of the TiN-Ni/G composite coating sample surface after abrasion for 120 h in the NaCl solution: (a) TN5, (b) TN8, (c) TN11, and (d) TN15

如图 9 所示，由于涂层表面的含盐水分薄膜可以溶解吸收更多氧，涂层表面成为腐蚀电池的阴极不断形成 OH⁻，微裂纹被腐蚀液填满后，涂层内外溶液交换困难，

涂层表面富氧，裂纹内部贫氧，在涂层表面和裂纹内部形成宏观腐蚀电池，加速基体的腐蚀^[30]。冲蚀过程是化学腐蚀与机械冲击的协同作用，随着冲蚀时间增加，SiO₂

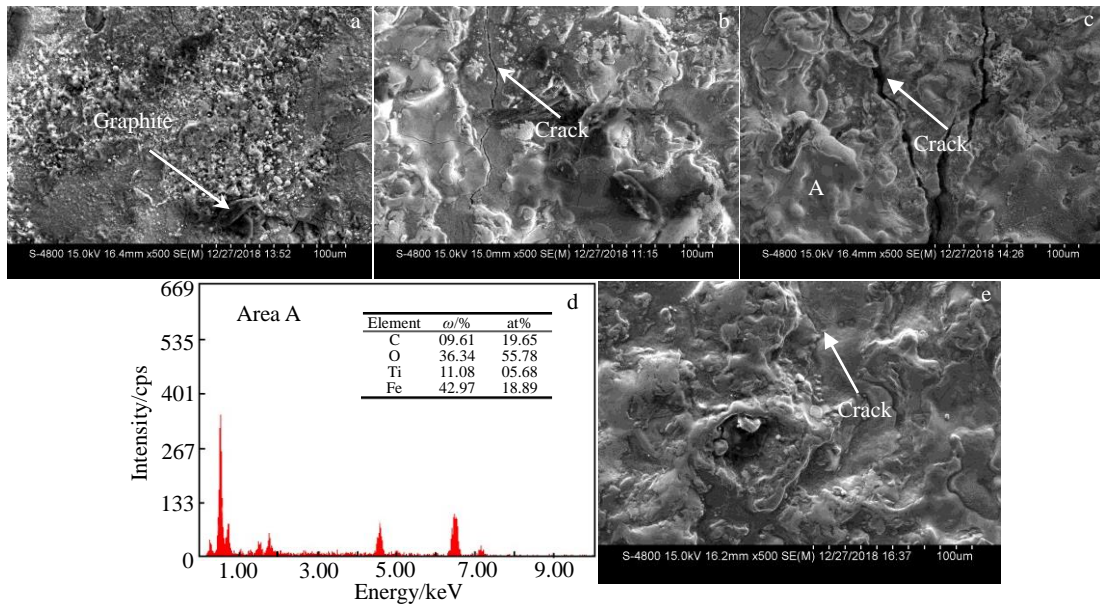


图 8 TiN-Ni/G 复合涂层在 NaCl 泥浆中的冲蚀形貌及能谱分析

Fig.8 Morphologies of TiN-Ni/G composite coating abraded in neutral slurry and EDS analysis result of area A in Fig.8c (d): (a) TN5, (b) TN8, (c) TN11, and (e) TN15

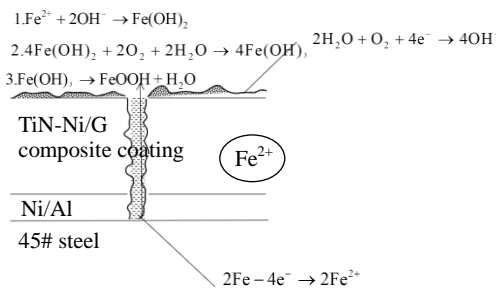


图 9 TiN-Ni/G 复合涂层在 5%NaCl 泥浆中的腐蚀形式示意图

Fig.9 Schematic diagram of the corrosion form of TiN-Ni/G composite coating in the 5% NaCl slurry

颗粒撞击涂层形成裂纹并不断扩展为腐蚀的进行提供了通道, Fe²⁺通过腐蚀通道迁移到涂层表面与 OH⁻结合形成 Fe(OH)₂, 后经氧化形成 FeOOH, 使涂层的质量略有增加并且形成锈点, 这也是涂层表面能谱分析存在 O 和 Fe 元素的原因。随复合涂层中 Ni/G 含量增加, 涂层中的微裂纹减少, 涂层受到腐蚀液的影响逐渐减弱, 结合涂层的失重和腐蚀形貌分析, 在 NaCl 泥浆中, Ni/G 含量为 11%时涂层的抗冲蚀性最好。

2.3.2 复合涂层在 pH=10 的 NaOH 泥浆中的冲蚀行为

图 10 为 TiN-Ni/G 复合涂层在 pH=10 的 NaOH 泥浆中的冲蚀质量变化, 涂层在碱性泥浆中的冲蚀时间为 152 h。涂层的质量损失在前 40 h 较高, 随后趋于平缓。每小时质量损失范围为 0.0007~0.0015 g, 复合涂层在碱性条件下的质量损失明显较 NaCl 泥浆中少。

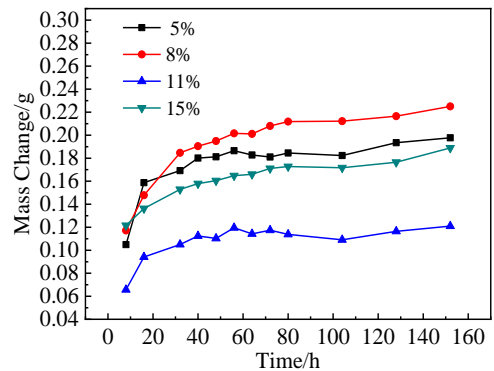


图 10 TiN-Ni/G 复合涂层在 NaOH 泥浆中的磨蚀质量变化曲线
Fig.10 Abrasion mass change of TiN-Ni/G composite coatings abraded in NaOH slurry

图 11 为不同 Ni/G 含量复合涂层在 pH=10 的 NaOH 泥浆中冲蚀后不同侧面的宏观形貌。通过对比图 11d 中较为光滑的 A 区域和粗糙的 B 区域, 发现 A 区域产生了明显的磨损, 但没有裂纹以及腐蚀痕迹, 说明涂层在冲蚀过程中主要受到 SiO₂ 颗粒的冲击和切削作用, 从而产生剥落。

图 12 为 TiN-Ni/G 复合涂层在 pH=10 的碱性泥浆中冲蚀后的微观形貌。相对于 NaCl 泥浆冲蚀后的试样表面, NaOH 泥浆冲蚀后的表面较为平整, 涂层表面存在 SiO₂ 冲击后留下的微小切痕 (图 12a)、剥落坑以及微裂纹 (图 12b), 另外从图 12c 中可以看出有少量 SiO₂ 颗粒嵌入涂层表面。其中 Ni/G 含量为 8%时复合涂层

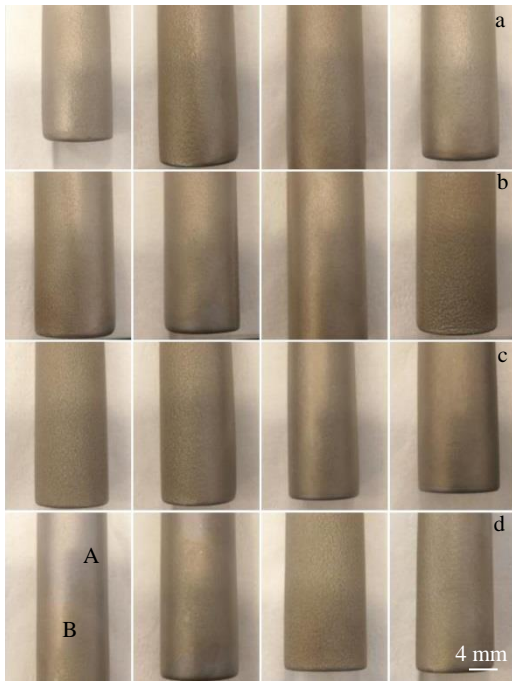
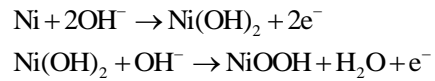


图 11 TiN-Ni/G 复合涂层在 NaOH 泥浆中冲蚀 152 h 后的宏观形貌
 Fig.11 Macroscopic morphologies of TiN-Ni/G composite coatings after 152 h of abrasion in NaOH slurry: (a) TN5, (b) TN8, (c) TN11, and (d) TN15

的剥落最严重，而 Ni/G 含量为 11% 时涂层表面磨损最小，复合涂层中的 Ni 与 NaOH 反应并在表面形成一层 NiOOH 钝化膜^[31]，对复合涂层起到保护作用。发生的反应如下^[32]：



而且由于大量 OH⁻ 的存在，有效抑制了 2H₂O + O₂ + 4e⁻ → 4OH⁻ 反应，减缓了基体的腐蚀，随 Ni/G 含量的增加钝化膜对涂层的保护增强，当 Ni/G 含量过高时形成的 NiOOH 增多，钝化产物会在泥浆的冲击下剥落对涂层的稳定性产生不利影响^[33]。

图 12e~12g 为图 11d 的 A 与 B 中间区域的形貌及能谱分析。图 12e 中 1 区域检测到 O, Ni, Al 和 Ti 元素，而 Al 元素存在于打底层中，1 区域在磨蚀过程中由于受到硅砂的切削及冲击而产生剥落，使 Ni/Al 打底层裸露出来，2 区域检测到 Ti, O, N 和 C 元素，区域 2 为未磨掉的 TiN-Ni/G 复合涂层。NaOH 泥沙对涂层的冲蚀起主要作用的是 SiO₂ 颗粒的切削，由于溶液中 OH⁻ 的对电化学过程起到抑制作用以及复合涂层中的 Ni 与 NaOH 反应并在表面形成一层钝化膜，涂层受到溶液腐蚀的影响极小。

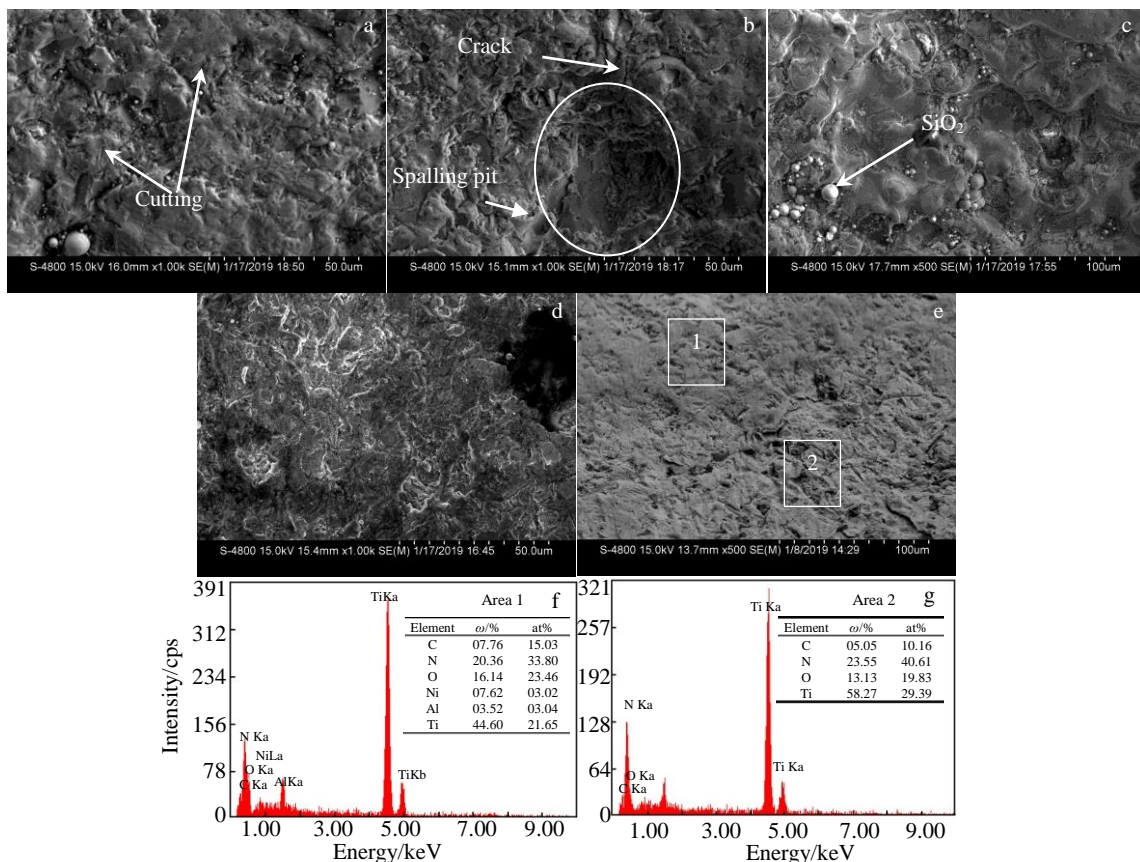


图 12 复合涂层在 NaOH 泥浆中的磨蚀形貌及能谱分析

Fig.12 Morphologies of composite coatings abraded in NaOH slurry and EDS analysis result of area 1 (f) and area 2 (g) in Fig.12e: (a) TN5, (b) TN8, (c) TN11, (d, e) TN15

3 结 论

1) TiN-Ni/G 复合涂层存在微孔, 随 Ni/G 含量的增加, 微孔数量减少, 复合涂层中的相主要为 TiN、Ni、C 和 Ti₃O。

2) 复合涂层硬度的平均值在 9800 MPa (1000 HV_{0.2}) 左右, 且随 Ni/G 含量的增加涂层硬度逐渐降低。

3) 复合涂层在 pH=7 的泥浆中, 受到较为严重的破坏, 涂层表面出现剥落、点蚀以及纵向裂纹, 涂层的主要破坏形式是 SiO₂ 颗粒的冲击切削以及涂层在腐蚀液中发生的电化学腐蚀。随 Ni/G 含量的增加涂层微裂纹减少, 涂层受到腐蚀的影响减弱, Ni/G 含量为 11% 时涂层在 5%NaCl 泥浆中的抗冲蚀性能最好。

4) 复合涂层在 pH=10 的 NaOH 泥浆液中主要受到的破坏是 SiO₂ 颗粒的冲击切削, 泥浆中的大量 OH⁻ 抑制了 2H₂O+O₂+4e⁻→4OH⁻ 反应, Ni 与 NaOH 反应并在表面形成一层钝化膜对涂层起到保护作用, 涂层在 pH=10 的 NaOH 泥浆中的质量损失较在 5%NaCl 泥浆中有明显减少, Ni/G 含量为 11% 时涂层在 pH=10 的 NaOH 腐蚀液中抗冲蚀性最好。

参考文献 References

- [1] Wang Qun, Tang Zhaoxi, Cha Limei. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2015, 24(6): 2435
- [2] Akhilesh K Chauhan, Goel D B *et al. Bulletin of Materials Science*[J], 2010, 33(4): 483
- [3] Deng Shouceng, Pei Junfeng, Wang Yu *et al. Advances in Mechanical Engineering*[J], 2017, 9(6): 1
- [4] Biraj Singh Thapa, Ole Gunnar Dahlhaug, Bhola Thapa. *Wear*[J], 2017, 390-391: 104
- [5] Du Jin(杜晋), Zhang Jianfeng(张剑峰), Zhang Chao(张超) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2016, 45(10): 154
- [6] Liu Xiaobin, Kang Jiajie, Yue Wen. *Surface Engineering*[J], 2019, 35(9): 816
- [7] Grewal H S, Arora H S, Singh H *et al. Applied Surface Science*[J], 2013, 268: 547
- [8] Ludwig Gustavo A, Malfatti C ãia F, Schroeder Roberto M. *Surface and Coatings Technology*[J], 2019, 377: 124 918
- [9] Sangal Saurabh, Singhal M K, Sain R P. *International Journal of Green Energy*[J], 2018, 15(4): 232
- [10] Cai Fei, Zhang Jiamin, Wang Jianming *et al. Tribology International*[J], 2021, 153: 106 657
- [11] Mao Liangjie, Cai Mingjie, Liu Qingyou *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 409: 126 893
- [12] Maharajan S, Thomas Rex F Michael, Ravindran D *et al. International Journal of Applied Ceramic Technology*[J], 2022, 19: 2845
- [13] Deng Jianxin, Wu Fengfang, Lian Yunsong *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2012, 35: 10
- [14] Ji Xiulin, Duan Hui, Zhang Hui *et al. Tribology Transactions*[J], 2015, 58(6): 1119
- [15] Badisch E, Fontalvo G A, Mitterer C. *Wear*[J], 2004, 256: 95
- [16] Dong Yanchun(董艳春), Yan Dianran(阎殿然), Zhang Jianxin(张建新) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(8): 1711
- [17] Lu Chenguang(陆晨光), Yan Dianran(阎殿然), Dong Yanchun(董艳春) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(S1): 129
- [18] Zhao Haijun, Liu Lei, Hu Wenbin *et al. Materials and Design* [J], 2007, 28: 1374
- [19] Chen Zhaoxiang, Li Hao, Ren Limei *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2020, 29: 1156
- [20] Zhao Xiaoqin, Li Shuangjian, Hou Guoliang. *Tribology International*[J], 2016, 101: 168
- [21] Wojciech Z ąrawski, Anna G ąral, Medard Makrenek. *Materials*[J], 2021, 14(13): 3458
- [22] Liua N, Liua Q, Li Z. *Wear*[J], 2021, 204 108: 486
- [23] Cheng Y, Zheng Y F. *Surface and Coatings Technology*[J], 2007, 201: 6869
- [24] Greczynski G, Hultman L. *Applied Surface Science*[J], 2016, 387: 294
- [25] Greczynski G, Primetzhofer D, Lu J *et al. Applied Surface Science*[J], 2017, 396: 347
- [26] Agudelo L C, Ospnia R, Castillo H A *et al. Physica Scripta*[J], 2008, 297: 357
- [27] Peng Y, Zhou J, Zhao B *et al. Applied Surface Science*[J], 2011, 257: 4010
- [28] Ma S, Xu B, Wu G *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2008, 202: 5379
- [29] Qi Yan, Qun Yin, Jie Cui. *Materials Research Express*[J], 2021(8): 016 528
- [30] Xu C G, Du L Z. *Surface and Coating Technology*[J], 2011, 205: 4154
- [31] Wang Cheng(王成), Zhang Qingsheng(张庆生), Jiang Feng(江峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(10): 814
- [32] Haleem S M Abd El, Waneesa S Abd El. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*[J], 2018, 54(5): 859
- [33] Zheng Xiaoqiu, Liu Ying. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2019, 78: 193

Effect of Ni/G Content on Anti-Slurry Erosion Performance of TiN-Ni/G Composite Coatings

Liu Jianing, Tian Yun, Wang Yuxin, Jiang Jie, Wang Jing, Dong Yanchun, Yang Yong, He Jining

(School of Materials Science and Engineering, Hebei University of Technology, Tianjin Key Laboratory of Materials Laminating Fabrication and Interface Control Technology, State Key Laboratory of Reliability and Intelligence of Electrical Equipment, Key Laboratory for New Type of Functional Materials in Hebei Province, Tianjin 300132, China)

Abstract: Residual stress and microcracks inevitably exist in plasma spraying coatings. In order to reduce the residual stress of the TiN coating prepared by reactive spraying, Ni/G was added to the TiN coating. TiN-Ni/G composite coatings were prepared on the surface of 45# steel. The effects of Ni/G content on the microstructure, microhardness and erosion resistance of the coating were studied, and the erosion mechanism of coatings in slurries with different pH values was analyzed. The results show that the average microhardness of the TiN-Ni/G composite coating is about 9800 MPa (1000 HV_{0.2}), and coatings are impacted by SiO₂ particles and corroded by the solution during the erosion process in 5wt% NaCl slurry. The coating is mainly subjected to the impact of SiO₂ during the erosion process in the NaOH slurry at pH=10, and the mass loss of the coating in NaOH slurry is significantly reduced compared with that in the neutral solution. When the Ni/G content is 11wt%, the coatings show good impact resistance.

Key words: TiN-Ni/G composite coating; anti-slurry erosion; microhardness; plasma spraying

Corresponding author: Dong Yanchun, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Hebei University of Technology, Tianjin 300132, P. R. China, Tel: 0086-22-60204810, E-mail: dongrunyanchun@126.com